تأثیر کروم بر ریزساختار و آخال‌های جوش‌های چند راههٔ فولادهای کم آلیاژی در جوش‌کاری به روش الکترود دستی*

محمدحسن عوض‌کننده قراول[۱]		محسن حداد سبزوار[۲]		علی حائریان اردکانی[۳]

چکیده

تأثیر کروم بر ریزساختار و آخال‌های جوش‌های چند راههٔ فولادهای کم آلیاژی مورد بررسی قرار گرفت. جوش‌کاری به روش الکترود دستی و در وضعیت تخت، بر اساس استاندارد AWS A5.5-96 انجام شد. کروم به شکل فروکروم به پوشش الکترود اضافه گردید به طوری که فلز جوش حاوی مقادیر ۰/۰۵، ۰/۵۳، و ۰/۹۱ wt.% کروم باشد. ریزساختار با استفاده از میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی روبشی در ناحیهٔ ستونی و حرارت دیده مورد بررسی قرار گرفت. نتایج نشان می‌دهد که افزایش مقدار کروم فلز جوش مقدار فریت سوزنی را با کاهش فریت اولیه و فریت با فاز ثانویه افزایش می‌دهد. مقدار ریزفازها نیز به طور مرتب با افزایش مقدار کروم افزایش می‌یابد. همچنین به نظر می‌رسد کروم بر روی مشخصات ظاهری آخال‌ها (مثل کسر حجمی و اندازهٔ متوسط آنها) و فازهای تشکیل‌دهنده آنها تأثیری ندارد.

واژه‌های کلیدی کروم، ریزساختار، آخال‌ها، جوش‌های چند راهه، فولادهای کم آلیاژی، جوش‌کاری الکترود دستی.

Effects of Chromium on the Microstructure and Inclusions of Multipass Low Alloy Steels Weld Metal in Shielded Metal Arc Welding

M.H. Avazkonandeh-Gharavol		M. Haddad-Sabzevar		A. Haerian

Abstract

Effect of chromium content on the microstructure and inclusions formation in low alloy steel multipass welds was investigated. Manual metal arc welding was performed in flat position according to AWS A5.5-96 standard. The ferro-chromium content in the coating was varied such that the final weld metal consists of 0.05, 0.53 and 0.91 wt.% chromium. Microstructure was studied by optical and scanning electron microscope in both columnar and reheated regions of the weld metal. The results showed increase in acicular ferrite formed at the expense of primary ferrite and ferrite with second phase with steady refinement of microstructure. Amount of microphases also increase as the chromium content of the weld metal increases. It is believed that chromium does not affect apparent characteristics (such as volume fraction and average size) and chemistry of inclusions.

Key Words Chromium, Microstructure, Inclusions, Multipass welds, Low alloy steels, Manual metal arc welding.

---

* نسخه نخست مقاله در تاریخ ۸۷/۳/۲۷ و نسخه پایانی آن در تاریخ ۸۸/۶/۲٤ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) عهده‌دار مکاتبات: کارشناس ارشد، گروه مهندسی متالورژی و مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه فردوسی مشهد

(۲) دانشیار، گروه مهندسی متالورژی و مواد ، دانشکده مهندسی، دانشگاه فردوسی مشهد

(۳) استاد، مؤسسه آموزش عالی سجاد، مشهد

مقدمه

خواص مکانیکی یک جوش سالم به وسیله ترکیب شیمیایی، سرعت سرد شدن فلز جوش و ریزساختار تعیین می‌شود. از بین این متغیرها، ترکیب شیمیایی مهمترین عامل می‌باشد و در نتیجه همه روزه آلیاژهای جوش‌کاری جدید، مثل فولادهای کم آلیاژی برای سازه‌های دریایی و خطوط انتقال، طراحی شده و توسعه می‌یابند [1]. در سازه‌های جوش‌کاری شونده از جنس فولادهای کم آلیاژی معمولاً هدف رسیدن به ریزساختاری است که به طور عمده از فریت سوزنی تشکیل شده باشد. در این صورت می‌توان به طور هم زمان به استحکام و چقرمگی مناسبی دست یافت و در عین حال از ویژگی جوش‌پذیری مناسب فولادهای کم آلیاژی نیز بهره گرفت.

به خاطر پایین بودن مقدار عناصر آلیاژی در فولادهای کم آلیاژی، این فولادها ابتدا به صورت فریت دلتا منجمد می‌شوند. سپس در حین سرد شدن، فریت دلتا به آستنیت تبدیل می‌شود. دانه‌های آستنیت نیز مانند فریت دلتا ستونی بوده اما دقیقاً بر روی دانه‌های فریت دلتا منطبق نمی‌باشند[2]. با کاهش دما، آستنیت به انواع شکل‌های فریت تبدیل می‌شود. این فریت‌ها را می‌توان به سه ساختار کلی تقسیم کرد. اولین ساختار فریتی که در حین سرد شدن به وجود می‌آید، فریت بی‌شکل (Allotriomorphic ferrite یا فریت اولیه، Primary ferrite یا فریت مرزدانه‌ای، Grain boundary ferrite) است. این فریت معمولاً در مرز دانه‌های آستنیت جوانه‌زنی کرده و رشد می‌کند. رشد این فاز مستلزم نفوذ با برد زیاد کربن در آستنیت است. در دمای پایین‌تر فریت ویدمن‌اشتاتن (Widmanstätten ferrite) با مکانیزم جابجایی گروهی اتم‌ها (Displacive) از روی فریت مرزدانه‌ای یا مرز دانه‌های آستنیت جوانه‌زنی و رشد می‌کند. این نوع فریت شامل ورقه‌های موازی فریت است که با مرزهای زاویه کوچک از هم جدا می‌شود. در حین رشد آن کربن از اطراف ورقه به درون آستنیت پس زده شده و منجر به تولید فازهای ثانویه کشیده بین ورقه‌ها می‌گردد. پس از اشغال شدن تمامی مرزدانه‌های آستنیت، جوانه‌زنی فریت سوزنی (Acicular ferrite) درون دانه‌های آستنیت و از روی آخال‌های غیر فلزی شروع می‌شود. این ورقه‌ها با جهت‌گیری تصادفی از روی آخال‌ها جوانه می‌زنند. اندازه مؤثر این ورقه‌ها بسیار کوچک بوده و با مرزهای زاویه بزرگ از هم جدا می‌شوند، همچنین ساختار آشفته آنها از جمله مکانیزم‌های افزایش استحکام و چقرمگی توسط این ساختار می‌باشد [5-3]. از جمله پارامترهایی که برای جوانه‌زنی فریت سوزنی از روی آخال‌ها مهم است، فازهای موجود در آخال‌ها [11-6] و اندازه آنها [12] می‌باشد.

پس از اتمام استحاله آستنیت به فریت مقداری از آستنیت بین ورقه‌های فریت سوزنی باقی می‌ماند که درصد کربن آن خیلی بالاتر از مقدار میانگین کل ترکیب است (مقدار آن در حدود ۰/۵–۰/۸ wt.% می‌باشد)، [13]. این آستنیت باقیمانده، بسته به ترکیب شیمیایی و سرعت سرد شدن، می‌تواند به اجتماع فریت- کاربید، بینیت یا مارتنزیت تبدیل شود و یا، به صورت آستنیت باقی بماند. به این دسته از فازها که کسر اندکی از کل ریزساختار را به خود اختصاص می‌دهند، ریزفاز (Microphase) می‌گویند.

ریزساختار جوش‌های چند راهه شامل دو ناحیه از رسوب (As-deposited region یا اولیه، Primary region) و حرارت دیده (Reheated region یا ثانویه، Secondary region) می‌باشد. دانه‌های آستنیت در ناحیه‌ای از رسوب ستونی بوده و از این رو، به این ناحیه، ناحیه ستونی نیز می‌گویند. ناحیه حرارت دیده خود از دو ناحیه حرارت دیده درشت دانه (Coarse grain reheated zone: CGRZ) که بالاتر از دمای ۱۰۵۰ °C حرارت دیده، و ناحیه حرارت دیده ریزدانه (Fine grain reheated zone: FGRZ) که در محدوده دمایی ۱۰۵۰–۸۵۰ °C حرارت دیده، تشکیل می‌شود. شکل دانه‌های آستنیت در نواحی حرارت دیده هم محور است و از نظر اندازه خیلی کوچک‌تر از ناحیه ستونی می‌باشد.

تأثیر کروم بر ریزساختار فلز جوش[14-16] و آخال‌ها[11] برای انواع مختلفی از فولادها و روش‌های جوش‌کاری بررسی شده است. جورج (J.C.F. Jorge et al.)و همکارانش[15]، تأثیر کروم را بر ریزساختار و خواص مکانیکی جوش‌های تک راهه زیر پودری مطالعه کردند. بررسی در دو سطح کربن (سطح A حاوی wt.% ۰/۱۳ و سطح B حاوی wt.% ۰/۰۹) انجام گرفت و در هر دو مورد روند کلی مشاهده شده یکسان بود. مشخص شده است که کروم در ابتدا منجر به افزایش مقدار فریت سوزنی با کاهش مقدار فریت اولیه می‌شود و با افزایش بیشتر، مقدار فریت با فاز ثانویه را با کاهش فریت سوزنی افزایش می‌دهد. خاطر نشان می‌سازد فریت با فاز ثانویه یک نام کلی برای محصولات ورقه‌ای که از مرز دانه‌ها جوانه‌زنی می‌کنند، می‌باشد. این فازها به طور عمده می‌توانند شامل فریت ویدمن‌اشتاتن و بینیت باشند. تفکیک کردن این فازها از یکدیگر در ساختار جوش به خاطر درصد کربن پایین و همچنین رخ دادن استحاله در سرد شدن پیوسته، مشکل می‌باشد. محدوده دمایی تشکیل شدن این فازها با هم متفاوت بوده و اختلاف اصلی در رسوب‌گذاری کاربید بین ورقه‌ها می‌باشد که با استفاده از TEM قابل بررسی است. محدوده دمایی تشکیل شدن فریت ویدمن‌اشتاتن بالاتر از بینیت و فریت سوزنی است اما محدوده‌ی تشکیل شدن بینیت و فریت سوزنی تا حدی هم‌پوشانی دارد. در مرجع فوق احتمالاً منظور از فریت با فاز ثانویه، بینیت می‌باشد. اما در مقاله حاضر این فازها از یکدیگر تفکیک نشده‌اند و در صورت تشکیل شدن بینیت و فریت ویدمن‌اشتاتن شامل هر دو می‌باشد. این تغییرات برای جوش‌های A در wt.% ۱/۱۹ کروم و برای جوش‌های B در wt.% ۲/۰ کروم مشاهده شد. در هر دو گروه در حین افزایش مقدار فریت سوزنی، اندازه دانه‌های آن کاهش یافته و این کاهش در مورد نمونه A شدیدتر از نمونه‌های B می‌باشد. افزون بر این، مطالعات SEM نشان داد که مقدار ریزفازها در جوش‌های گروه A بیش‌تر از گروه B می‌باشد. یعنی افزایش درصد کربن در یک مقدار کروم ثابت، به کاهش اندازه دانه فریت سوزنی و افزایش مقدار ریزفازها منجر می‌گردد. در صورتی که مقدار کروم به بیش‌تر از wt.% ۲/۸ افزایش یابد، مارتنزیت نیز در ریزساختار دیده خواهد شد [15].

همچنین جورج و همکارانش[14] مقدار کروم (در محدوده wt.% ۳/۲۳–۰/۰۲۶) را در فولادهای کربن- منگنز حاوی مولیبدن بررسی کردند و مشخص شد که در این فولادها با افزایش مقدار کروم در محدودهٔ یاد شده، مقدار فریت با فاز ثانویه با کاهش مقدار فریت سوزنی افزایش می‌یابد و در صورت افزایش مقدار کروم به بیش‌تر از wt.% ۲/٤۹ مارتنزیت در ساختار به وجود آمده و جزء غالب می‌شود.

تأثیر کروم بر ریزساختار و خواص مکانیکی فلز جوش فولادهای کم‌آلیاژی با استحکام بالا در جوش‌های چند راهه الکترود دستی با استفاده از الکترودهای با استحکام بالا (رده‌های ۱۰۰، ۱۱۰ و ۱۲۰) توسط سوریان (E.S. Surian *et al.*) و همکارانش [16] بررسی و مشخص گردید که با افزایش کروم فلز جوش در محدوده wt.% ۱/۸۹–۰/۰٤ در دو سطح منگنز (wt.%۱ و wt.%۱/٤)، مقدار فریت سوزنی با کاهش سایر اجزای سازنده ریزساختار افزایش می‌یابد. البته این روند در مورد مقدار منگنز wt.% ۱/٤ شدیدتر از wt.% ۱ منگنز می‌باشد. علت اختلاف بین دو روند مشاهده شده در نتایج جورج و سوریان، اختلاف در روش‌های جوش‌کاری و همچنین ترکیب شیمیایی جوش می‌باشد. همچنین مشخص شده است که در جوش‌های تک راهه زیرپودری، افزایش کروم فلز جوش تأثیری بر روی فازهای سازنده آخال‌ها ندارد [11].

از آنجا که در هیچ یک از مقاله‌های فوق تأثیر مقدار کروم به طور هم‌زمان بر روی ریزساختار، ریزفازها و مخصوصاً آخال‌ها بررسی نشده است، هدف از این تحقیق بررسی کامل تأثیر کروم بر روی اجزای سازندهٔ ریزساختار و مشخصه‌های ظاهری و شیمیایی آخال‌ها در جوش‌های چند راهه فولادهای کم آلیاژی به روش الکترود دستی می‌باشد. معمولاً در

جوش‌کاری پارامتر اصلی خواص مکانیکی فلز جوش می‌باشد و طراحی بر اساس آن صورت می‌گیرد. در مورد آلیاژ جوش‌کاری شده در تحقیق حاضر نیز خواص مکانیکی بررسی شده و نتایج خواص مکانیکی توسط عوض‌کننده و همکارانش[17] در مقالهٔ دیگری به چاپ رسیده است. مطالعات متالوگرافی برای بررسی شامل موارد زیر می‌باشد:

۱. درصد نواحی مختلف فلز جوش (ستونی و حرارت دیده)،

۲. اندازه دانه آستنیت در نواحی ستونی و حرارت دیده درشت دانه،

۳. درصد اجزای سازنده ریزساختار در نواحی ستونی و حرارت‌دیده درشت‌دانه،

٤. مقدار و ماهیت ریزفازها مخصوصاً در نواحی حرارت دیده،

۵. مشخصه‌های ظاهری و شیمیایی آخال‌های غیر فلزی.

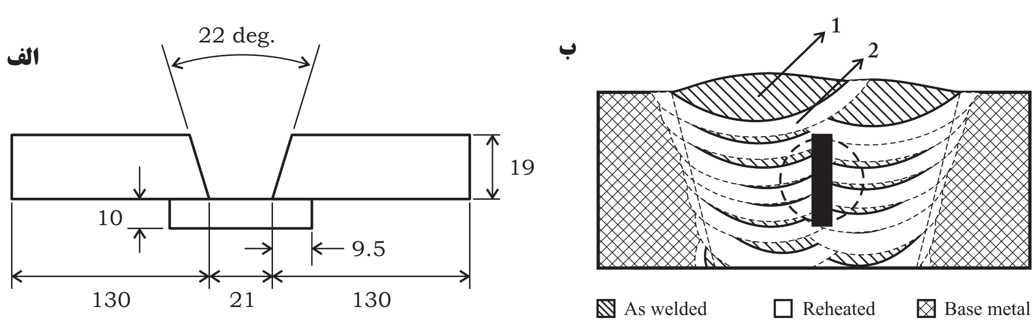
روش تحقیق

سه نوع الکترود آزمایشگاهی با پایه الکترودهای سلولزی (E8010G) طراحی و ساخته شد. کروم به شکل فروکروم به پوشش الکترود اضافه شد به طوری که فلز جوش حاوی ۰/۰۵، ۰/۵۳ و wt.% ۰/۹۱ کروم باشد. درصد کروم در فروکروم ۸۰–۷۵ می‌باشد. برای کلیه الکترودها، قطر مغزه الکترود ۵ mm، طول آن ۳۵۰ mm و ضریب پوشش آن ۱/٤۳۲ بود. ترکیب شیمیایی مغزه الکترود در جدول (۱) دیده می‌شود. فلز پایه از جنس فولاد کربن- منگنز DIN St۵۲ به ضخامت ۱۹ mm بوده و ترکیب شیمیایی آن نیز در جدول (۱) آورده شده است. طرح اتصال و ابعاد ورقه‌های مورد استفاده در شکل (۱) دیده می‌شود.

جدول ۱ ترکیب شیمیایی فلز پایه و مغزه الکترود (wt.%)

عناصر	C	Si	Mn	P*	S*	Cu	Cr	Ni	Mo*	Al*	Ti*	O*	N*
فلز پایه	۰/۱٦	۰/۲٦	۱/٤٤	۱٤۰	۷۵/۷٦	۰/۰٤	۰/۰۳	۰/۰۷	۳۱/۳۲	۱۰۰	۸۳/۵۷	۱۳۷	۵۷
مغزه‌ی الکترود	۰/۰۸	۰/۰۳	۰/٦۰	۸۵/۰۳	۲۰۰	۰/۱٤	۰/۰۲	۰/۰۳	۳۰۰	۵٦/۷٦	–	۲٤۷	۵۵

* این اعداد بر حسب ppmw می‌باشند.



شکل ۱ (الف) طرح اتصال و ابعاد مورد استفاده (ابعاد بر حسب میلیمتر است) و (ب) طرح‌واره مقطع جوش‌های چند راهه، نشان‌دهنده هندسه گرده‌ها و نواحی مختلف فلز جوش. در شکل (ب)، ۱ ناحیه ستونی آخرین گرده و ۲ ناحیه حرارت دیده به وجود آمده به وسیله آخرین گرده را نشان می‌دهند، مستطیل سیاه وسط محل نمونه شارپی و دایره وسط محل انجام شدن کوآنتومتری را مشخص می‌کنند.

جدول ۲ پارامترهای استفاده شده در جوش‌کاری

درصد وزنی فروکروم در پوشش الکترود	پارامترهای جوش‌کاری				
	جریان (A)[۱]	ولتاژ (V)[۱]	حرارت ورودی (kJ/mm)[۱]	رطوبت (wt.%)[۲]	دمای بین راه‌ها
۰/۰	۱۸٦	۲۹	۲/٤۳	۲/۹۲	۱۸۵
٤/۵	۱۸۵	۳۰/۵	۲/۸۱	۲/٤۵	۱۸۵
۸/۰	۱۸٦	۳۰/۵	۲/٤۲	۳/۱۹	۱۸۵

۱ مقادیر گزارش شده مقدار متوسط در هر پاس می‌باشند.

۲ رطوبت پوشش الکترود بر اساس روش مشخص شده در استاندارد ANSI/AWS A5.5-96 تعیین شده است.

جوش‌کاری بر اساس استاندارد AWS A5.5-96 و در وضعیت تخت انجام شد. شیار بین ورق‌ها به وسیله هشت لایه هر یک شامل ۲ گرده، پر شد. جهت جوش‌کاری پس از هر گرده معکوس می‌گردید. پارامترهای استفاده شده در جوش‌کاری، در جدول (۲) دیده می‌شوند.

پس از انجام جوش‌کاری ترکیب شیمیایی فلز جوش با استفاده از دستگاه Horiba Metalys از مرکز فلز جوش که در شکل (۱- ب) با دایره مشخص شده است، تعیین گردید. نمونه‌های متالوگرافی از مقطع عرضی جدا شده و پس از برش، سنباده‌زنی و پولیش در نایتال ۲٪ حکاکی گردید. یک نمونه از طرح اتصال در شکل (۱) آورد شده است. ریزساختار به وسیله میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل LEO 1450VP مجهز به EDS–Oxford 7353 در ناحیه ستونی آخرین گرده و همچنین در ناحیه حرارت دیده ایجاد شده توسط آن مطالعه شد (نواحی ۱ و ۲ در شکل (۱- ب)). عرض دانه‌های آستنیت در ناحیه ستونی و اندازه آنها در ناحیه حرارت دیده‌ی درشت دانه در بزرگنمایی ×۱۰۰ و کسر حجمی اجزای تشکیل‌دهنده‌ی ریزساختار در بزرگنمایی ×۵۰۰ تعیین شد.

برای تفکیک بهتر ریزفازها از یک محلول حکاکی انتخابی Beraha با ترکیب $6g\ Na_2S_2O_3 \cdot 5H_2O + 3g\ K_2S_2O_5 + 94\ ml\ H_2O$ استفاده گردید [۱۸]. کسر حجمی ریزفازها در بزرگنمایی ×۱۰۰۰ و با استفاده از این محلول تعیین شد. برای بهتر نتیجه دادن حکاکی انتخابی، نمونه‌ها ابتدا به مدت ۲ ثانیه در نایتال ۲٪ به طور خفیف حکاکی شدند. مشخصه‌های کمّی آخال‌های غیرفلزی (مثل کسر حجمی و توزیع اندازه آنها) با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی در بزرگ‌نمایی× ٤۰۰۰ و حالت الکترون برگشتی در kV ۲۰ و از روی سطح پولیش‌شده نمونه‌های متالوگرافی تعیین شد. ده منطقه از هر نمونه، شامل حداقل ۵۷۰ آخال، مورد بررسی قرار گرفت. کلیه بررسی‌های کمّی با استفاده از نرم‌افزار Clemex vision انجام گرفت.

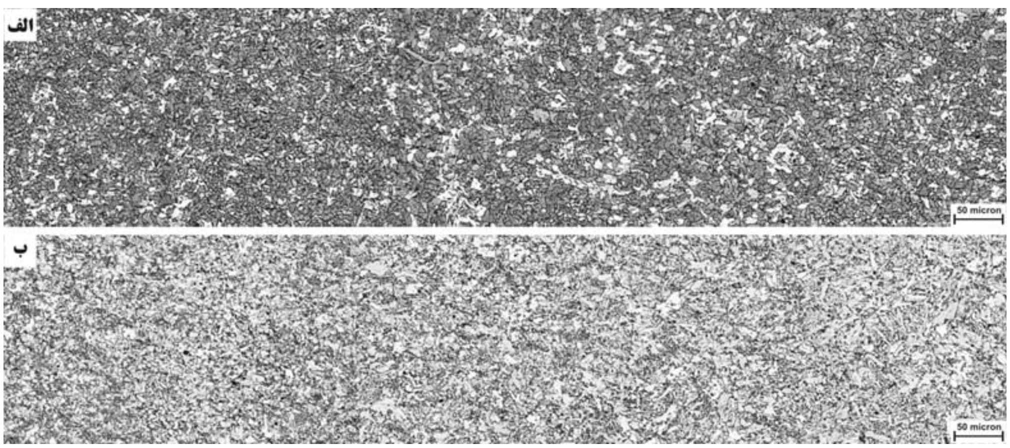
نتایج

ترکیب شیمیایی فلز جوش بر اساس مقدار فروکروم در پوشش الکترود، در جدول (۳) آورده شده است. با توجه به طراحی اتصال و محل اندازه‌گیری ترکیب شیمیایی، می‌توان گفت که پدیده رقیق شدن با فلز پایه در این ترکیب‌های شیمیایی بی‌تأثیر بوده و ترکیب شیمیایی نهایی فلز جوش فقط متأثر از ترکیب شیمیایی مغزه الکترود و پوشش آن است.

جدول ۳ ترکیب شیمیایی فلز جوش بر اساس مقدار فروکروم در پوشش الکترود

درصد وزنی فروکروم در پوشش الکترود	درصد وزنی در فلز جوش												
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni	Mo	Al*	Ti	O*	N*
۰/۰	۰/۱٦۸	۰/۳۵	۰/۸۰	۰/۰۱	۰/۰۱۵	۰/۵۷	۰/۰۵	۰/۱۷	۰/۰۲	۵/۰۷	۰/۰۲۲	۵۳۱	۱۸۱
٤/۵	۰/۱٦۳	۰/۳۷	۰/۸۱	۰/۰۱	۰/۰۱۵	۰/۵۳	۰/۵۳	۰/۱٦	۰/۰۳	۲/۳۳	۰/۰۲۱	۵۷۷	۱۳۹
۸/۰	۰/۱٦۷	۰/۳۷	۰/۸۰	۰/۰۱	۰/۰۱۵	۰/۵٦	۰/۹۱	۰/۱۷	۰/۰۲	۹/۸۲	۰/۰۱۹	۵۵۷/۵	۱۹۹/۵

* این اعداد بر اساس ppmw می‌باشند.



شکل ۲ تصاویر میکروسکوپ نوری از محل شکاف نمونه ضربه. (الف) برای نمونه حاوی ۰/۰۵ و (ب) برای نمونه حاوی ۰/۹۱ wt.% کروم.

نواحی مختلف فلز جوش. سهم هر یک از نواحی ستونی، حرارت دیده درشت دانه و ریز دانه از کل ریزساختار در محل شکاف نمونه ضربه شارپی (مستطیل سیاه در شکل (۱- ب) بررسی شد. مشخص گردید که با افزایش میزان کروم درصد نواحی ستونی و درشت دانه با کاهش ناحیه ریز دانه افزایش می‌یابد. در نمونه حاوی ۰/۰۵ wt.% کروم فقط ناحیه ریز دانه مشاهده شده و با افزایش مقدار کروم درصد نواحی ستونی و درشت دانه افزایش می‌یابد. این افزایش در مورد ناحیه درشت دانه چشم‌گیرتر بوده و ناحیه ستونی، حتی در حداکثر مقدار کروم، ۰/۹۱ wt.%، کسر اندکی از کل ریزساختار را تشکیل می‌دهد و قسمت عمده ریزساختار را نواحی حرارت دیده به وجود می‌آورد. این نکته در شکل (۲) دیده می‌شود. در شکل (۲- الف) فقط ناحیه حرارت دیده ریزدانه دیده می‌شود. اما در قسمت (ب)، از سمت راست، ابتدا ناحیه ستونی سپس به ترتیب نواحی حرارت دیده درشت دانه و ریزدانه قابل مشاهده می‌باشند.

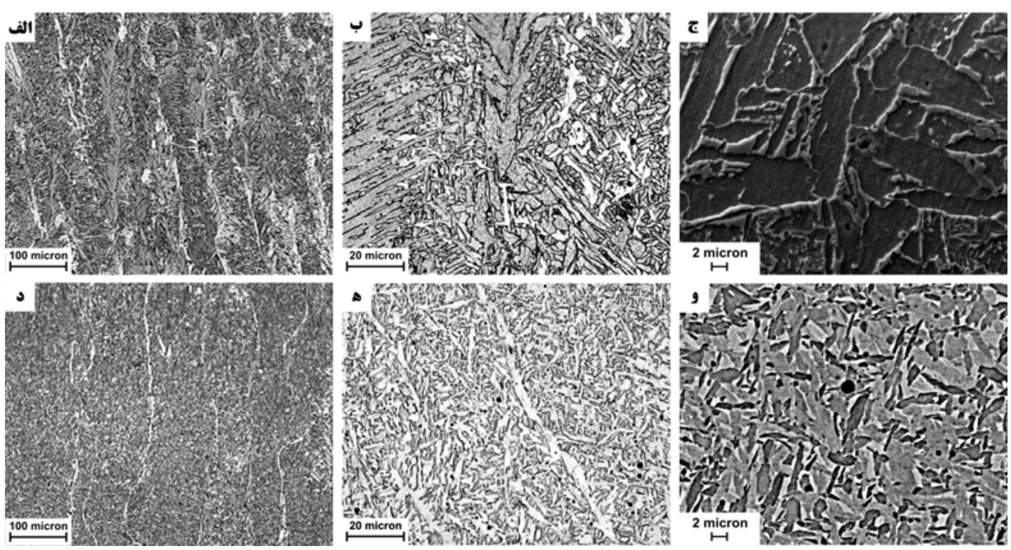
اجزای سازنده ریزساختار. نتایج حاصل از مطالعه کمّی ریزساختار در جدول (٤) آمده است. اطلاعات این جدول به سه دسته، اعداد مربوط به اندازه دانه آستنیت، اعداد مربوط به اجزای سازنده ریزساختار در نواحی ستونی و حرارت دیده درشت دانه تقسیم می‌شوند. روند تغییرات ریزساختار با تغییر مقدار کروم فلز جوش در مناطق مختلف فلز جوش در شکل‌های (۳) و (٤) دیده می‌شود.

جدول ٤ نتایج مطالعه کمّی ریزساختار در نواحی ستونی آخرین گرده و ناحیه حرارت دیده درشت دانه به وجود آمده توسط آن

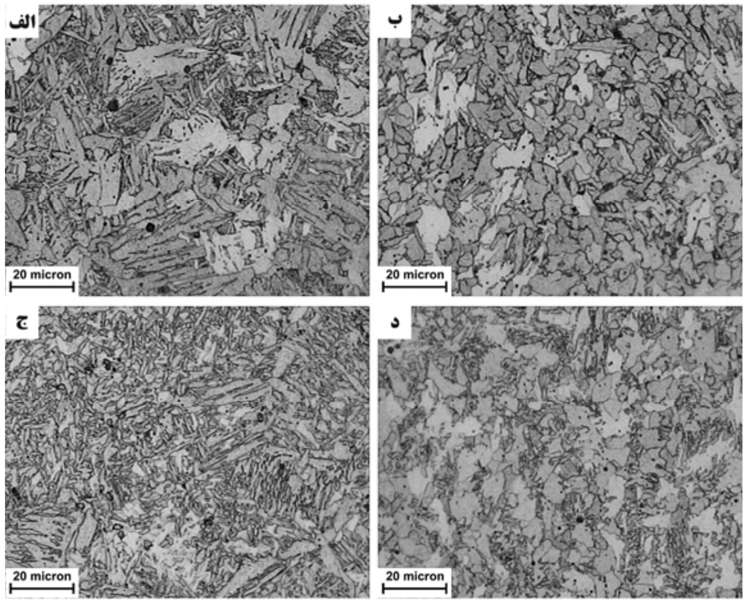
درصد وزنی کروم	ناحیه ستونی گرده آخر (٪)			$\overline{L}$	ناحیه حرارت دیده درشت دانه (٪)			$\overline{l}$
در فلز جوش	PF	FS	AF	(μm)[۲]	PF	FS	AF	(μm)[۲]
۰/۰۵[۱]	۲٤/٦	۲۲	٤۷/٦	۷۰/۱۹	۳۲/۸	۱۷/۵	۳۵/۵	۹۲/۰۷
۰/۵۳	۲۲/۸	۷/۹	٦۹/۳	۵۸/۲۰	۳۸/۱	۱۳/۳	٤۸/٦	٦۰/۲٤
۰/۹۱	۹/۸	۱/۹	۸۹/۲	۵٦/٦٤	۲۰/۷	۱۲/۲	٦۷/۱	٤٦/۵۵

۱. مجموع اجزای سازنده ریزساختار در این نمونه در هر دو ناحیه ستونی و درشت دانه کمتر از ٪۱۰۰ است که علت آن حضور یک فاز اضافی در ریزساختار بوده که قابل شناسایی نمی‌باشد و درصد آن در نواحی ستونی و درشت دانه به ترتیب ۵/۸ و ١٤/۲ است.

۲. پارامترهای $\overline{L}$ و $\overline{l}$، PF، FS و AF به ترتیب عرض متوسط دانه‌های آستنیت در ناحیه ستونی، اندازه متوسط دانه‌های آستنیت در ناحیه درشت دانه، فریت اولیه، فریت با فاز ثانویه و فریت سوزنی می‌باشد.



شکل ۳ ریزساختار ناحیه ستونی آخرین گرده جوش. (الف) تا (ج) برای نمونه حاوی ۰/۰۵ wt.% و (د) تا (و) برای نمونه حاوی ۰/۹۱ wt.% کروم.

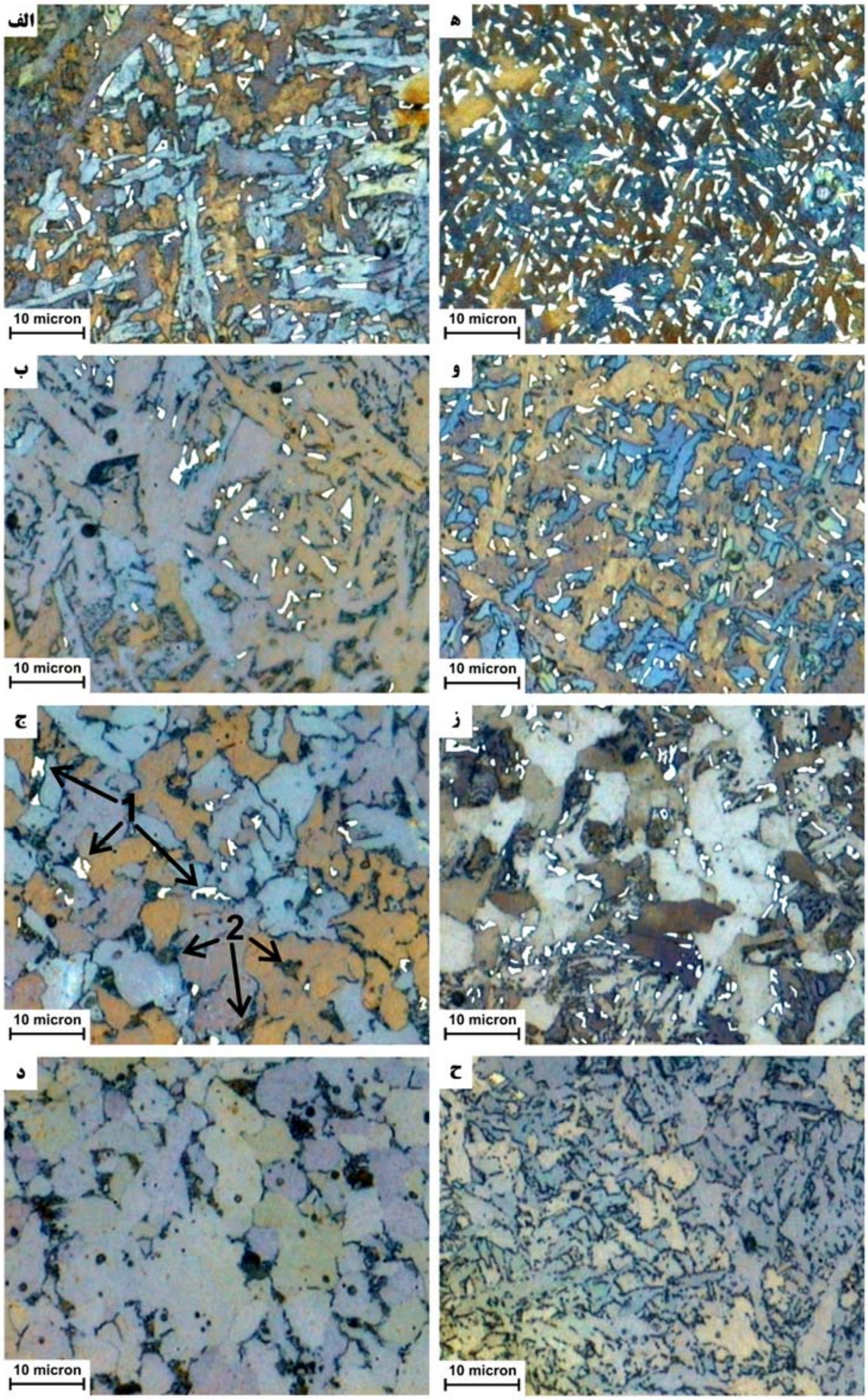


شکل ٤ ریزساختار نواحی حرارت دیده ایجاد شده توسط گرده آخر. (الف) و (ب) به ترتیب نواحی حرارت دیده درشت دانه و ریز دانه برای wt.% ۰/۰۵ و (ج) و (د) به ترتیب نواحی حرارت دیده درشت دانه و ریزدانه برای نمونه حاوی wt.% ۰/۹۱ کروم می‌باشد

جدول ۵ نتایج بررسی‌های کمّی ریزفازهای سفید در مناطق مختلف جوش بر اساس درصد کروم فلز جوش

درصد وزنی کروم در فلز جوش	ناحیه ستونی آخرین گرده (٪)	ناحیه حرارت دیده درشت دانه (٪)	ناحیه حرارت دیده ریز دانه (٪)
۰/۰۵	۲/۹	۲/۱	۱/۸
۰/۵۳	٤/۸	۳/٦	۲/٤
۰/۹۱	۸/۸	٤/۳	٤/۱

ریزفازها. بررسی ریزفازها با استفاده از محلول حکاکی انتخابی Beraha انجام شد. این محلول حکاکی بر روی فریت، بینیت، پرلیت و مارتنزیت تأثیر گذاشته و همچنین سولفیدها را روشن‌تر می‌کند اما بر روی سایر اجزای ریزساختار (مثل آستنیت و کاربیدها) تأثیری ندارد. بر اساس شکل (۵ – ج) می‌توان فازهای موجود در ریزساختار را به سه دسته فازهای ۱، ۲ و زمینه تقسیم کرد. فاز زمینه شامل طیفی از رنگ خاکستری است. فاز ۱ به رنگ سفید و فاز ۲ به رنگ سیاه دیده می‌شود. زمینه همان فاز فریت است که در حکاکی معمولی نیز دیده می‌شود. فاز ۱ (ریزفاز سفید) آستنیت باقیمانده و فاز ۲ (ریزفاز سیاه) می‌تواند مخلوطی از پرلیت، بینیت یا مارتنزیت باشد. بر اساس این روش، ریزفازها به دو دسته کلی سفید و سیاه تقسیم شد. به خاطر ریزبودن ریزفازها مخصوصاً در مقادیر بالای کروم، تفکیک ریزفاز سیاه از مرزدانه‌ها ممکن نبوده و آنالیز کمّی فقط بر روی ریزفاز سفید انجام شده است. نتایج بررسی‌های کمّی به عمل آمده بر روی ریزفازهای سفید در جدول (۵) و به صورت کیفی برای ریزفاز سفید و سیاه، در شکل (۵) دیده می‌شود.



شکل ۵ عکس‌های متالوگرافی انتخابی نشان‌دهنده روند تغییر در مقدار و ماهیت ریزفازها در مناطق مختلف جوش با تغییر مقدار کروم فلز جوش. (الف) تا (د) به ترتیب نواحی ستونی آخرین گرده، حرارت دیده درشت دانه، ریزدانه و مرکز فلز جوش نمونه حاوی wt.% ۰/۰۵ کروم می‌باشند. (ه) تا (ح) مشابه (الف) تا (د) برای نمونه حاوی wt.% ۰/۹۱ کروم است.

آخال‌ها. نتایج بررسی‌های کمّی بـر روی آخـال‌هـا در جدول (٦) و شکل (٦) آورده شـده اسـت. در جـدول (٦)، کـسر حجمـی، تعـداد آخـال‌هـای شـمرده شـده، کمترین، بیـشترین و میـانگین قطـر ظـاهری آخـال‌هـا مستقیماً از روی عکس‌های SEM محاسبه شده و سایر اطلاعـات، بـا اسـتفاده از روابـط ریاضـی مرجـع [۱۹] محاسبه گردیده است. از هر نمونه، ترکیب شیمیایی سه آخـال بـا اسـتفاده از روش EDS مـورد بررسـی قـرار گرفت. نتایج نشان می‌دهند که با افزایش کروم تغییری در ترکیب شیمیایی آخال‌ها به وجود نمی‌آیـد. عناصـر اصلی سازنده آخال‌ها در این نمونه‌ها، تیتانیوم، منگنـز، سیلیسیم و اکسیژن می‌باشند. سایر عناصـر کـه اهمیـت کمتری دارند، آلومینیوم (به ندرت دیده شد) و گـوگرد هستند. یک نمونه از طیف‌های حاصله از نمونه حـاوی wt.% ۰/۵۳ کـروم در شـکل (۷) آورده شـده اسـت. مورفولوژی آخال‌ها نیز با تغییر مقدار کروم فلز جـوش تغییری پیدا نکرد. آخال‌ها حالت کروی داشـته کـه بـه صورت اتفـاقی درون ریزسـاختار توزیـع شـده‌انـد. در شکل (۸) یک نمونه از تصاویر SEM آخال‌ها در نمونه حاوی wt.% ۰/۵۳ کروم دیده می‌شود. تصویر از روی سطح پولیش شده می‌باشد.

بحث

با توجه به جدول (۳) مشاهده می‌گردد که با افزایش مقدار فروکروم در پوشش الکتـرود، مقـدار کـروم فلـز جوش نیز افزایش می‌یابـد. مقـدار بازیـابی کـروم ٪۹۵ اسـت[20] کـه افـت آن در الکترودهـای سـلولزی بـا مکانیزم تبخیر اندکی بیش‌تر می‌باشد. با توجه به ثابـت بودن مقدار سایر عناصر موجـود در ترکیـب شـیمیایی می‌توان نتیجه گرفت که تغییرات کروم بر روی بازیابی سایر عناصر تأثیری ندارد.

نواحی مختلف فلز جوش. از آنجا که کروم منجر بـه افزایش دمـای اسـتحاله آسـتنیت بـه فریـت مـی‌شـود، افزایش مقدار نواحی ستونی و حـرارت دیـده درشـت دانه با کاهش ناحیه ریز دانه منطقی به نظر می‌رسـد. در واقع با افزایش دمای استحاله مقدار ناحیه‌هـایی کـه بـه محدوده پایداری آستنیت می‌رسند، کاهش می‌یابد.

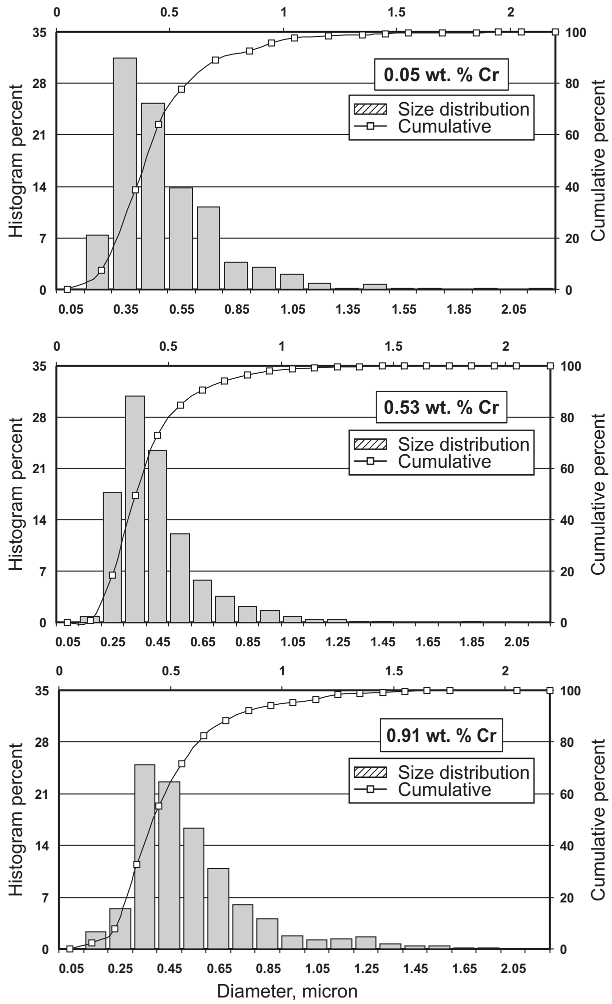
اندازه دانه آسـتنیت. علـت کـاهش میـانگین عـرض دانه‌های آستنیت در ناحیه ستونی و همچنـین میـانگین اندازه دانه‌های آستنیت در ناحیه حرارت دیـده درشـت دانه، نیروی بـاز پـس کـشنده‌ای اسـت کـه کـروم بـه مرزدانه‌ها اعمال می‌کنـد کـه بـه آن اثـر شـبه کششی عنـصرهـای محلـول (Solute Drag-Like Effect) می‌گویند. این پدیده در مورد بعضی از عناصـر آلیـاژی جانشینی، از جمله کروم، وجود دارد [21].

جدول ٦ نتایج بررسی‌های کمی آخال بر اساس مقدار کروم در فلز جوش[۱].

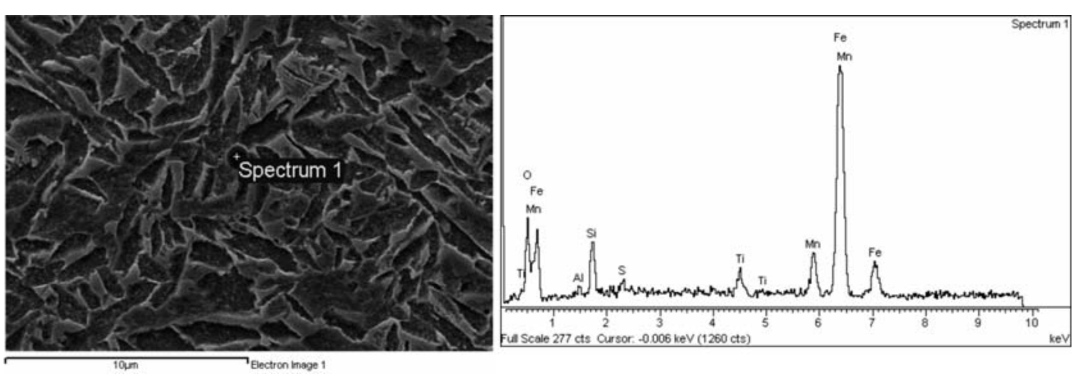
درصد وزنی کروم درفلز جوش	f (%)	D_{min} (μm)[۲]	D_{max} (μm)	$\overline{D}_{app.}$ (μm)	$\overline{D}_{true.}$ (μm)	N	N_V (mm^{-3})	X_0 (μm)
۰/۰۵	۰/۵	۰/۲	۲/۲	۰/٤۸۹	۰/۳۳۵	٦۸۱	۳٤۱۹٦	۱۷/۰۷
۰/۵۳	۰/٤	۰/۱	۱/۹	۰/٤۵۱	۰/۳۰۵	۷۳۹	٤۰۷٤۰	۱٦/۱۰
۰/۹۱	۰/۵	۰/۱	۱/۸	۰/۵۳۹	۰/۳۵۱	۵۷۱	۲۷۳٦۱	۱۸/۳۸

۱- پارامترهای به کار رفته در این جدول به ترتیب از سمت راست عبارتند از: کسر حجمی آخال‌هـا، کمتـرین قطـر ظـاهری، بیـشترین قطـر ظاهری، میانگین قطر ظاهری، میانگین قطر واقعی، تعداد آخال‌های شمرده شده، تعداد آخال‌ها در واحد حجم و فاصله آخال‌ها که فاصـله بین نزدیک‌ترین همسایه‌ها می‌باشد.

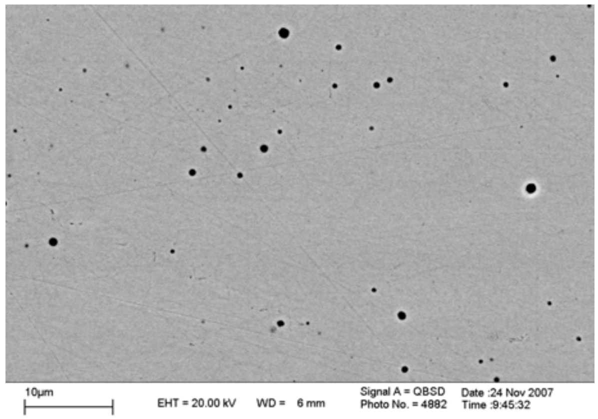
۲-آخال‌های با قطر کمتر از μm ۰/۱ نادیده گرفته شده‌اند.



شکل ٦ توزیع اندازه آخال‌ها بر اساس مقدار کروم فلز جوش



شکل ۷ یک نمونه از طیف‌های حاصله از بررسی EDS آخال‌ها در نمونه حاوی wt.% ۰/۵۳ کروم.



شکل ۸ یک نمونه از تصاویر SEM نشاندهنده توزیع و مورفولوژی آخال‌ها در نمونه حاوی ۰/۵۳ wt.% کروم

اجزای سازنده ریزساختار. از آنجا کـه کـروم دمـای استحاله آستنیت به فریت را افزایش می‌دهـد، بـه نظـر مـی‌رسـد کـه بـا افـزایش مقـدار کـروم بایـد مقـدار محصولات دمای بالا یا پرویوتکتوید نیز افزایش یابـد. اما نتایج خـلاف آن را نـشان مـی‌دهنـد، (شـکل (۳) و جدول (٤)). البته افزایش مقدار فریت سوزنی با تغییـر مقدار کـروم در محـدوده ۰/۰۵-۰/۹۱ wt.% بـا نتـایج مرجع [15] در توافق است.

برای کاهش مقدار فریت اولیه با افزایش عناصـر آلیاژی جانشینی، مثل کروم، در اسـتحاله‌هـای هـم‌دمـا چنـدین مکـانیزم ارائـه شـده اسـت[21]. از بـین ایـن مکـانیزم‌هـا، پیـشنهاد شـده اسـت کـه مکـانیزم‌هـای رسـوب‌گـذاری بـین فـازی (Interphase boundary precipitation) و اثر شبه کششی کروم در جوش‌کاری (سرد شـدن پیوسـته) رخ مـی‌دهنـد[3]. البتـه بـه نظـر می‌رسد تـأثیر مکـانیزم آخـر بیـشتر اسـت و کـروم بـا کششی که به مرز آستنیت- فریت اعمال می‌کنـد رشـد فریـت مـرز دانـه‌ای و در نتیجـه مقـدار آن را کـاهش می‌دهد. به علاوه از آنجا که استحاله آستنیت به فریـت اولیه بـا نفـوذ بـا بـرد زیـاد کـربن در آسـتنیت کنتـرل می‌شود، حضور عناصر آلیاژی جانـشینی، مثـل کـروم، منجر به کاهش ضریب نفوذ کربن در آسـتنیت شـده و در نتیجه سینتیک رشد فریت اولیه کاهش می‌یابد[22].

فریت با فاز ثانویه نیز مانند فریت سوزنی با جـا به جایی گروهی اتم‌ها به وجود می‌آید و علت افزایش مقدار فریت سوزنی با کاهش آن را مـی‌تـوان افـزایش سختی پذیری فولاد با افـزایش مقـدار کـروم دانـست. پیشنهاد شده است که برای تشکیل فریـت سـوزنی بـه یک حداقل سختی‌پذیری نیاز است[23,24]. این مسئله زمانی مشخص‌تر می‌شـود کـه بـه کـاهش انـدازه دانـه آستنیت توجه کنیم. کاهش اندازه دانه آستنیت منجر بـه افزایش سطح دانه‌ها در واحـد حجـم شـده و در واقـع مناطق مناسب برای جوانه‌زنی محـصولات مرزدانـه‌ای، مثل فریت اولیه مرز دانه‌ای یا انواع فریت با فاز ثانویه، افزایش می‌یابد. کاهش انـدازه دانـه آسـتنیت همچنـین منجر به افزایش دمای استحاله آستنیت به فریت شده و انتظار می‌رود که مقدار محصولات دمای بالا که عمـدتاً در مرز دانه‌ها جوانه زنی می‌کننـد، افـزایش یابـد[25]. می‌تـوان گفـت کـه افـزایش کـروم، سـختی‌پـذیری را افزایش می‌دهد به طوری که جوانه‌زنی و رشـد فریـت سوزنی نسبت به سایر انـواع فریـت راحـت‌تـر انجـام می‌شود.

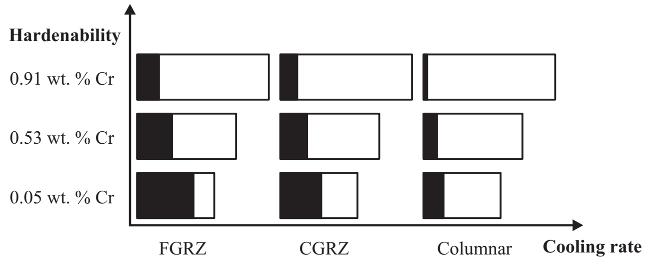
مـوارد فـوق را مـی‌تـوان بـرای توجیـه تغییـر ریزساختار ناحیه حرارت دیده درشت دانه نیز بـه کـار برد. در ایـن ناحیـه، انـدازه دانـه‌هـای آسـتنیت بـسیار کوچک‌تر از ناحیـه سـتونی اسـت و در نتیجـه سـختی پذیری کمتری داشته و مقدار فریت سوزنی آن نـسبت به ناحیه ستونی کمتر است. افزون بر این، در این ناحیه

سرعت سرد شدن نیز تا حدودی کمتر از ناحیه ستونی است و آستنیت فرصت بیشتری برای تجزیه با مکانیزم نفوذی برای تولید محصولات دمای بالا، دارد. در نتیجه مطابق با اطلاعات موجود در جدول (٤)، دیده می‌شود که روند مشابهی در تغییر ریزساختار دیده شده و فقط مقدار فریت سوزنی از ناحیه ستونی کمتر و مقدار محصولات دمای بالا بیشتر است.

در ناحیه حرارت دیده ریز دانه اندازه دانه‌های آستنیت از دو ناحیه قبل کوچک‌تر بوده و سرعت سرد شدن نیز کمتر می‌باشد. در نتیجه سختی‌پذیری آن از دو ناحیه قبل کمتر بوده و همچنین آستنیت زمان بیشتری را برای تجزیه با مکانیزم نفوذی دارد و ریزساختار آن از فریت‌های هم محور و ریزفازهایی (عمدتاً سیاه) که در مرزدانه‌های فریت قرار گرفته‌اند، تشکیل می‌شود. علت ریز شدن اندازه دانه فریت با افزایش کروم، نیروی کشش کروم بر مرز دانه فریت در حین رشد آن می‌باشد.

ریزفازها. با توجه به نتایج حاصله می‌توان گفت که با افزایش مقدار کروم مقدار کل ریزفازها (مجموع ریزفازهای سفید و سیاه) افزایش می‌یابد. همچنین با افزایش مقدار کروم به طور تدریجی از ریزفاز سیاه کاسته شده و به ریزفاز سفید افزوده می‌شود. به طور خلاصه روند تغییر ریزفازها با تغییر مقدار کروم مطابق شکل (۹) می‌باشد.

در ناحیه ستونی نمونه حاوی wt.% ۰/۰۵ کروم، ریزفاز سیاه در مجاورت فریت مرز دانه‌ای و بین ورقه‌های فریت با فاز ثانویه دیده می‌شود. این فازها در مقایسه با فریت سوزنی، در دمای بالاتری تشکیل می‌شوند و می‌توان فرض کرد که ریزفاز سیاه نیز یک محصول دمای بالا، احتمالاً اجتماع فریت- کاربید یا به طور خاص پرلیت، است. از آنجا که پس از اتمام استحاله نفوذی آستنیت به فریت بی‌شکل، آستنیت در تماس با فریت، غنی از کربن بوده و همچنین چون مدت زمان زیادی در دمای بالا قرار دارد، امکان انجام استحاله نفوذی در آن وجود داشته و کاربیدها می‌توانند درون آن به وجود آیند. اما آستنیتی که بین ورقه‌های فریت سوزنی باقی می‌ماند علاوه بر این که از کربن اشباع‌تر می‌باشد در دمای پایین‌تری نیز قرار داشته و امکان انجام استحاله نفوذی در آن بعید به نظر می‌رسد. در این حالت آستنیت باقیمانده می‌تواند به محصولات دمای پایین، مثل بینیت یا مارتنزیت، تبدیل شود یا همچنان به شکل آستنیت باقی بماند. نتایج عملی نشان می‌دهند که آستنیت بین ورق‌های فریت سوزنی به شکل آستنیت باقی می‌ماند (شکل ۵). با افزایش مقدار کروم، و در نتیجه کاهش مقدار محصولات دمای بالا،(فریت اولیه و فریت با فاز ثانویه) مقدار ریزفاز سیاه نیز که در مجاورت این فازها تشکیل می‌شود، کاهش می‌یابد. به خاطر افزایش سختی پذیری، امکان انجام استحاله نفوذی و در نتیجه تشکیل ریزفاز سیاه (دمای بالا) در اطراف همین مقدار جزیی محصولات دمای بالا نیز کاهش می‌یابد. در عین حال ممکن است ریزفازهای سیاه در نمونه حاوی حداکثر مقدار کروم (در صورت وجود) ماهیتی متفاوت از ریزفازهای سیاه در نمونه حاوی حداقل مقدار کروم داشته باشند.



شکل ۹ روند تغییر ریزفازها با تغییر مقدار کروم فلز جوش

در نمونه حاوی ۰/۰۵ wt.% کروم، در نواحی حرارت دیده درشت دانه و ریزدانه نسبت به ناحیه ستونی، مقدار ریزفاز سفید مرتباً کاهش یافته و به مقدار ریزفاز سیاه افزوده می‌شود. علت آن کاهش هر چه بیشتر سرعت سرد شدن و اندازه دانه آستنیت با عبور از ناحیه ستونی به سمت این نواحی می‌باشد. با کاهش اندازه دانه آستنیت سختی پذیری کاهش یافته و دمای تعادلی تبدیل نفوذی آستنیت افزایش می‌یابد[25] و همچنین کاهش سرعت سرد شدن مدت زمان قرارگیری آستنیت در دمای بالا را افزایش می‌دهد. در نهایت می‌توان انتظار داشت که مقدار محصولات دمای بالا در این نواحی به طور مرتب افزایش یابد که با نتایج تجربی نیز سازگار است، جدول (٤). با افزایش مقدار محصولات دمای بالا مقدار ریزفاز سیاه نیز که معمولاً در مجاورت آنها دیده می‌شود، افزایش می‌یابد. در این حالت نیز مشابه ناحیه ستونی می‌توان فرض کرد که ریزفاز سیاه یک محصول دمای بالا و نفوذی است. در این نواحی نیز با افزایش مقدار کروم روندی مشابه ناحیه ستونی در تغییر مقدار و ماهیت ریزفازها دیده می‌شود و می‌توان توضیحات مشابهی را نیز برای آن ارائه نمود. در این حالت نیز با افزایش مقدار کروم، امکان تغییر ماهیت ریزفاز سیاه از یک محصول نفوذی (اجتماع فریت-کاربید) به یک محصول غیر نفوذی (بینیت و/ یا مارتنزیت) وجود دارد.

آخال‌ها. با توجه به اطلاعات موجود در جدول (٦) و شکل‌های (٦) تا (٨) مشخص است که با تغییر مقدار کروم فلز جوش، تغییر قانون‌مندی در مشخصه‌های ظاهری آخال‌ها دیده نمی‌شود. در واقع می‌توان نتیجه گرفت که تغییر کروم فلز جوش، تأثیری بر روی کسر حجمی، توزیع اندازه، فاصله، تعداد در واحد حجم و سایر مشخصه‌های ظاهری آخال‌ها ندارد. آنالیز ترکیب شیمیایی آنها نیز تغییری را با تغییر کروم نشان نداد. بحث بر روی ترکیب شیمیایی و فازهای موجود در آخال‌ها فقط با استفاده از EDS کار مشکلی است و نیاز به مطالعات بیشتر با استفاده از TEM وجود دارد. اما، با توجه به تحقیقات انجام شده می‌توان گفت که فازهای اصلی موجود در آخال‌ها یک اکسید غنی از تیتانیوم، سولفید منگنز و سیلیکات منگنز ($MnO.SiO_2$) می‌باشد[10-6]. از آنجا که تمایل کروم به ترکیب شدن با اکسیژن نسبت به سایر اکسیژن‌زداهای موجود (منگنز و سیلیسیوم) خیلی کم‌تر می‌باشد، این گزاره منطقی به نظر می‌رسد[11].

نتیجه‌گیری

در این تحقیق تأثیر مقدار کروم فلز جوش بر روی ریزساختار و تشکیل آخال‌ها در جوش‌های چند راههٔ فولادهای کم‌آلیاژی در جوش کاری به روش الکترود دستی مورد بررسی قرار گرفت. نتایج نشان می‌دهند که:

۱- با افزایش مقدار فروکروم در پوشش الکترود مقدار کروم فلز جوش نیز افزایش می‌یابد.

۲- با افزایش مقدار کروم فلز جوش مقدار فریت سوزنی در ناحیه ستونی و ناحیه حرارت دیده درشت دانه به خرج فریت اولیه و فریت با فاز ثانویه افزایش می‌یابد.

۳- مقدار کل ریزفازها نیز با افزایش مقدار کروم فلز جوش به طور مرتب افزایش می‌یابد.

٤- کروم تأثیر مشخصی بر روی مشخصه‌های ظاهری و ترکیب شیمیایی آخال‌ها ندارد.

تقدیر و تشکر

نویسندگان مراتب امتنان خود را از آقایان مهندس کارگزار (قائم مقام) و مهندس عباسی (مدیر واحد تحقیقات) شرکت "جوش و اکسیژن ایران" به خاطر ساخت الکترودهای آزمایشگاهی، جوش‌کاری و تهیه

نمونه‌های متـالوگرافی، ابـراز مـی‌دارنـد. همچنـین از شرکت " نهـامین پـردازان آسـیا" بـرای پـشتیبانی در متالوگرافی کمّی سپاسگزاری می‌نمایند.

مراجع

1. Ohkita, S., and Horii, Y., "Recent development in controlling the microstructure and properties of low alloy steel weld metals", *ISIJ International*, 35, pp. 1170-1182, (1995).
2. Sugden, A. B., and Bhadeshia, H. K. D. H., "The nonuniform distribution of inclusions in low-alloy steel Weld deposits", *Met. Trans.* A, 19, pp. 669-674, (1988).
3. Yang, J. R., Huang, C. Y., Huang, C. F., and Aoh, J. N., "Influence of acicular ferrite and bainite microstructures on toughness for an ultra-low-carbon alloy steel weld metal", *J. of Mat. Sci. Lett*., 12, pp. 1290-1293, (1993).
4. Bhadeshia, H. K. D. H., and Svensson, L. E., "Modeling the evolution of microstructure in steel weld metal", *Proceeding of Mathematical Modeling of Weld Phenomena*, London, UK, pp. 109–182, (1993).
5. Bhadeshia, H. K. D. H., "*Bainite in steels*", 2nd ed., IOM Communications Ltd, London, pp. 237-276, (2001).
6. Shim, J. H., Oh, Y. J., Suh, J. Y., Cho, Y. W., Shim, J.D., Byun, J. S., and Lee, D. N., "Ferrite nucleation potency of non-metallic inclusions in medium carbon steels", *Acta Mat.*, 49, pp. 2115–2122, (2001).
7. Byun, J. S., Shim, J. H., Suh, J. Y., Oh, Y. J., Cho, Y. W., Shim, J. D., and Lee, D. N., "Inoculated acicular ferrite microstructure and mechanical properties", *Mat. Sci. and Eng.* A, 319–321, pp. 326–331, (2001).
8. St-Laurent, S., and L'Esperance, G., "Effects of chemistry, density and size distribution of inclusions on the nucleation of acicular ferrite of C-Mn steel shielded-metal-arc-welding weldments", *Mat. Sci. and Eng.* A, 149, pp. 203-216, (1992).
9. Court, S. A., and Pollard, G., "Inclusion chemistry and morphology in shielded metal arc (SMA) steel weld deposits", *Metallography*, 22, pp. 219-243, (1989).
10. Bose-Filho, W. W., Carvalho, A. L. M., and Strangwood, M., "Effects of alloying elements on the microstructure and inclusion formation in HSLA multipass welds", *Mat. Charact.*, 58, pp. 29-39, (2007).
11. Dowling, J. M., Corbett, J. M., and Kerr, H. W., "Inclusion phases and the nucleation of acicular ferrite in submerged arc welds in high strength low alloy steels", *Met. Trans.* A, 17, pp. 1611-1623, (1986).

12. Lee, T. K., Kim, H. J., Kang, B. Y., and Hwang, S. K., "Effect of inclusion size on the nucleation of acicular ferrite in welds", *ISIJ International*, 40, pp. 1260–1268, (2000).
13. Ale, R. M., Rebello, J. M. A., and Charlier, J., "A metallographic technique for detecting martensite-austenite constituents in the weld heat-affected zone of a micro-alloyed steel", *Mat. Charact.*, 37, pp. 89-93, (1996).
14. Jorge, J. C. F., Souza, L. F. G., Rebello, J. M. A., and Evans, G. M., "Effect of chromium on the mechanical properties of the Mn-Mo weld metal deposits", IIW doc. II-1398-00, (2000).
15. Jorge, J. C. F., Souza, L. F. G., and Rebello, J. M. A., "The effect of chromium on the microstructure/toughness relationship of C–Mn weld metal deposits", *Mat. Charact.*, 47, pp. 195–205, (2001).
16. Surian, E. S., and De-Vedia, L. A., "All-weld-metal design for AWS E10018M, E11018M and E12018M type electrodes", *Welding J.*, 78, pp. 217s-228s, (1999).
17. Avazkonandeh-Gharavol, M. H., Haddad-Sabzevar, M., and Haerian, A., "Effect of chromium content on the microstructure and mechanical properties of multipass MMA, low alloy steel weld metal", *J. of Matt. Sci.*, 44, pp.186–197, (2009).
18. Furuhara, T., Kawata, H., Morito, S., and Maki, T., "Crystallography of upper bainite in Fe–Ni–C alloys", *Mat. Sci. and Eng.* A, 431, pp. 228–236, (2006).
19. Garrison Jr., W. M., and Wojcieszynski, A. L., "A discussion of the effect of inclusion volume fraction on the toughness of steel", *Mat. Sci. and Eng.* A, 464, pp. 321–329, (2007).
20. Linnert, G.E., "*Welding metallurgy*", Vol. 1, 4th ed., AWS publication, Miami, p. 729, (1994).
21. Bradley, J. R., and Aaronson, H. I., "Growth kinetics of grain boundary ferrite allotriomorphs in Fe-C-X alloys", *Met. Trans.* A, 12, pp. 1729-1741, (1981).
22. Babu, S. S., and Bhadeshia, H. K. D. H., "Diffusion of carbon in substitutionally alloyed austenite", *J. of Mat. Sci. Lett.*, 14, pp. 314-316, (1995).
23. Babu, S. S., "The mechanism of acicular ferrite in weld deposits", *Current Opinion in Solid State and Mat. Sci.*, 8, pp. 267–278, (2004).
24. Farrar, R. A., Harrison, P. L., "Acicular ferrite in carbon-manganese weld metals: an overview", *J. of Mat. Sci.*, 22, pp. 3812-3820, (1987).
25. Harrison, P. L., and Farrar, R. A., "Influence of oxygen-rich inclusions on the phase transformation in high-strength low-alloy (HSLA) steel weld metals", *J. of Mat. Sci.*, 16, pp. 2218-2226, (1981).